第 51 卷 第 9 期
2015 年 9 月 第1092-1100页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.9
Sep. 2015 pp.1092-1100

马氏体的分布对双相钢微观变形行为和力学性能的影响*

邓 洁 马佳伟 许以阳 沈 耀

(上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘 要 通过工艺设计, 对工业20钢进行了分级淬火(SQ)和临界区退火(IA)热处理, 获得了马氏体体积分数相近、但马氏体分别呈离散分布和连续分布的2种双相钢. 对它们的拉伸/冲击力学性能进行了表征; 应用数字图像相关(DIC)方法获得双相钢的微观应变分布, 并结合表面微裂纹分析, 揭示了2种双相钢的不同变形断裂机制. SQ双相钢展现出较低的强度, 但具有更好的塑性与冲击韧性, 这源于铁素体较大变形松弛了马氏体在变形中产生的应力集中; 而IA双相钢中铁素体变形受到周围马氏体的阻碍, 铁素体相对小的变形不能有效松弛变形马氏体的应力, 使裂纹优先在马氏体中产生, 因而IA双相钢具有高强度和低塑性.

关键词 双相钢, 微观结构, 塑性变形, 分级淬火, 临界区退火, 数字图像相关(DIC)

中图分类号 TG142.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)09-1092-09

EFFECT OF MARTENSITE DISTRIBUTION ON MICROSCOPIC DEFORMATION BEHAVIOR AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS

DENG Jie, MA Jiawei, XU Yiyang, SHEN Yao

State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240

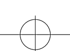
Correspondent: SHEN Yao, professor, Tel: (021)34203763, E-mail: yaoshen@sjtu.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2012CB619600) and National Natural Science Foundation of China (No.51471107)

Manuscript received 2015-02-02, in revised form 2015-05-08

ABSTRACT Investigation of the relationship between microstructure and microscopic deformation behavior of dual phase steel is very important for high property dual phase steel development. In this work, step quenching (SQ) and intercritical annealing (IA) heat treatments were optimized to produce dual phase steels of similar martensite volume fraction, but with respectively isolated and continuous martensite distribution. The tensile and dynamic fracture properties of dual phase steels were investigated. Strain distribution of steels was measured by digital image correlation (DIC) method. Combined with observations of microcracks/microvoids, different deformation and fracture mechanisms were revealed. Compared to IA steel, SQ steel has lower strength, but longer elongation and higher fracture toughness, and the latter were attributed to larger deformation in ferrites that results in more stress relaxation of martensite during deformation. While in IA steel, the deformation in ferrites is blocked by adjacent martensites, so that a relatively small strain of ferrite cannot effectively relax the stress in martensites, which resulted in higher plastic deformation in martensite than in SQ steel; therefore, cracks preferentially initiate in martensite, and IA steel exhibits higher strength and lower plasticity.

*国家重点基础研究发展计划项目2012CB619600和国家自然科学基金项目51471107资助
收到初稿日期: 2015-02-02, 收到修改稿日期: 2015-05-08
作者简介: 邓 洁, 女, 1990年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00083



KEY WORDS dual phase steel, microstructure, plastic deformation, step quenching, intercritical annealing, digital image correlation (DIC)

由铁素体和马氏体组成的双相钢具有优良的力学性能和成形性, 自上世纪70年代出现以来得到了迅速的发展, 并在汽车工业中获得了广泛的应用[1~4]. 铁素体与马氏体的两相复合结构赋予了双相钢连续屈服、应变硬化率高、强度和延性结合好的优点, 然而两相的比例、各自的性能和微观结构的不同都会带来双相钢宏观性能的变化[5~7]. 深入探索双相钢的微观变形行为, 获得两相之间的变形协调规律, 掌握多种变量中某一变量对双相钢变形特点和断裂特性的影响, 可以为进一步改善材料设计、提高材料性能提供参考.

马氏体的形貌和分布是影响双相钢微观变形和断裂机理, 最终影响其力学性能的重要因素[8~14]. 例如, Pierman 等[9]通过实验研究发现, 马氏体呈细长状时比短棒状的马氏体和等轴马氏体组织的双相钢延性好; Ahmad 等[12]研究也发现, 双相钢的延性依赖于马氏体分布与拉伸轴的关系等等.

分级淬火(step quenching, SQ)和临界区退火(intercritical annealing, IA)是常用的2种双相钢热处理方式[15]. SQ是将原铁素体珠光体组织先在奥氏体区加热保温, 再在两相区保温后淬火, 从而形成马氏体呈离散分布的双相组织; IA则是在两相区保温后直接淬火, 形成马氏体在铁素体晶界分布的双相组织. 此前有一些研究[11~13,15]对马氏体体积分数相似的SQ和IA 2种热处理方式所得双相钢的微观结构和力学性能特点进行了比较, 并分析了微观结构对力学性能带来的影响. 受热处理参数的影响, 虽然前人的研究中马氏体的形核位置与铁素体的位置关系符合对应热处理规律, 但晶粒度等因素对双相钢的力学性能带来的影响不容忽视. Das 等[11]和Ahmad 等[12]的研究中, 得到SQ样品比IA样品的强度高、塑性差, 除了马氏体的分布不同之外, IA双相钢的马氏体晶粒比SQ中细小许多. Su 等[13]和Kim 等[15]的研究中, SQ样品的铁素体和马氏体晶粒度都远大于IA样品, 但前者得到的SQ样品强度低、塑性差, 后者得到的SQ样品却强度高、塑性差.

多重变量的共同作用结果难以得到马氏体分布单独对双相钢的影响, 为分析马氏体的分布对双相钢微观变形行为和宏观力学性能的影响, 本工作制备了马氏体体积分数、铁素体晶粒度相似, 马氏体的晶粒尺寸也相近的SQ和IA双相钢. 本研究组之前对SQ处理双相钢的应变分配行为[16]的研究发现, 应变分布以变形带的形式显著集中在铁素体中, 且马氏体体积分数较小时变形带在相界面有较多分布. 在此基础上, 采用SQ和IA热处理制备马氏体离散分布和连续分布2种双相钢, 比较其拉伸和冲击性能; 通过非接触式的全场应变分析方法——数字图像相关(DIC)方法[16~21]分析两相应变分配特征; 并结合表面微裂纹和断口的显微分析, 对2种双相钢的力学性能和断裂特征进行了解释.

1 实验方法

研究采用工业用20钢作为原材料, 其化学成分为Fe-0.21C-0.49Mn-0.23Si (质量分数, %). 分别采用2种不同尺寸的拉伸试样进行拉伸性能测试和扫描电子显微镜(SEM)内的观测(表面微裂纹和DIC分析), 如图1所示.

实验比较了2种热处理双相钢的组织形貌、拉伸与冲击力学性能及其对应断口; 为理解2者拉伸性能产生差异的内在原因, 对拉伸样品表面的两相应变分配情况以及断口附近表面微裂纹分布情况进行了分析. 微观变形行为与宏观力学性能相匹配, 可以有效解释2种材料的性能差异.

首先对双相钢进行热处理, 通过奥氏体化温度和时间控制SQ样品的奥氏体晶粒度, 从而间接控制最终铁素体和马氏体的晶粒度, 并通过两相区的保温温度及时间和淬火速率控制2种样品中马氏体的体积分数和晶粒度. 经过热处理工艺探索, 最终得到实验采用的SQ和IA热处理工艺示意图如图2所示. 2者均用10% (质量分数)的室温盐水淬火, 相比于用水, 盐水可加快冷却速率并降低淬火不均匀性[22]. 热处理后对拉伸样品进行表面磨光, 用于DIC

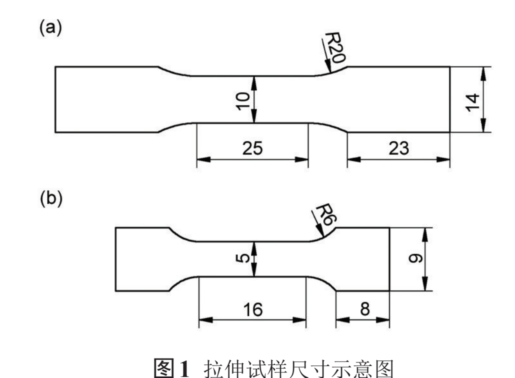


图1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematics of tensile sample sizes (unit: mm, R—radius)
(a) standard size (the thickness is 1.2 mm)
(b) small size for SEM analysis (the thickness is 1.0 mm)

分析和表面微裂纹研究的小拉伸样品从大样品上切下后进行单个表面的精抛光, 侧面均用砂纸磨光. DIC样品另用显微维氏硬度计在标距内用压痕标出若干边长约150 μm的方形目标研究区域.

微观组织采用ECLIPSE MA100光学金相显微镜(OM)和JSM 7600F扫描电镜(SEM)进行观察; 拉伸实验在MTS 809液压拉伸机上进行, 标准试样和小试样的拉伸速率分别为2.0和0.5 mm/min. 拉伸过程带来的塑性变形通过DIC方法进行测量: 用4%的硝酸酒精腐蚀并拍摄目标研究区域金相组织后, 在样品表面电沉积一层粒径在0.5~1.0 μm的In颗粒作为DIC分析的标记物, 对拉伸至断裂后目标区域的形貌照片与变形前的形貌进行DIC分析得到3个应变分量, 并计算得到等效应变($\bar{\varepsilon}$)分布图. 等效应变公式为:

$$\bar{\varepsilon}=\sqrt{\frac{2}{3}\left[\left(\frac{2}{3}\varepsilon_{xx}-\frac{1}{3}\varepsilon_{yy}\right)^2+\left(\frac{2}{3}\varepsilon_{yy}-\frac{1}{3}\varepsilon_{xx}\right)^2+\left(\frac{1}{3}\varepsilon_{xx}+\frac{1}{3}\varepsilon_{yy}\right)^2+\frac{1}{2}\gamma_{xy}^{\ 2}\right]} \tag{1}$$

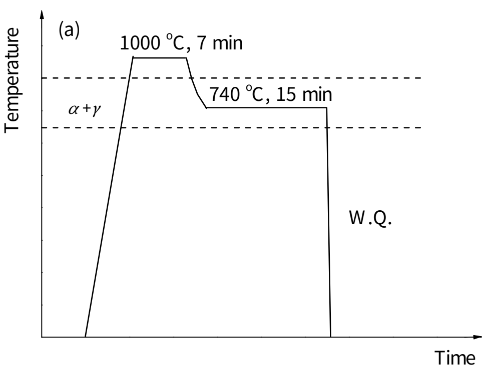
式中, ε_{xx} 为 x 方向的正应变, ε_{yy} 为 y 方向的正应变, γ_{xy} 为剪应变. 本工作采用的DIC方法详细介绍及有效性验证详见文献[16]. 用SEM分析大拉伸试样的断口形貌以及小拉伸试样断口附近的表面微裂纹. 此外, 采用5 mm×5 mm×55 mm的V型缺口非标准冲击试样, 对2种热处理所得双相钢的韧性进行了横向比较, 并对冲击断口进行了观察.

2 实验结果

2.1 金相组织与力学性能

图3为SQ和IA热处理得到的样品的OM像. 图中马氏体体积分数和铁素体晶粒大小相近, 但马氏体的分布和形貌有明显的差异. 对多区域金相进行统计, 得到SQ样品的马氏体体积分数约为35.8%, IA样品则约为38.6%; SQ样品中铁素体平均晶粒尺寸约24 μm, IA样品中约为21 μm. 马氏体晶粒虽不规则, 但直观上SQ和IA样品的马氏体晶粒尺寸相近. 微观形貌上, SQ处理得到的组织中铁素体之间关联密切, 马氏体呈离散分布, 且棱角分明; 而IA处理得到的组织中马氏体之间联系紧密、沿着铁素体晶界分布, 晶界没有棱角. 这与热处理过程中马氏体形核位置不同有关[15,23].

对马氏体离散分布的SQ样品和连续分布的IA样品的拉伸性能进行比较, 拉伸曲线见图4. 可见, 2种材料都体现了双相钢连续屈服、低屈服强度、高断裂强度、高应变硬化率的特点, 但屈服强度、抗拉



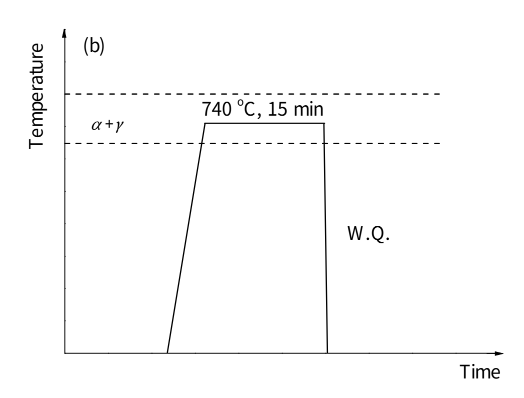


图2 SQ和IA双相钢热处理工艺示意图

Fig.2 Schematics of step quenching (SQ) (a) and intercritical annealing (IA) (b) heat treatments

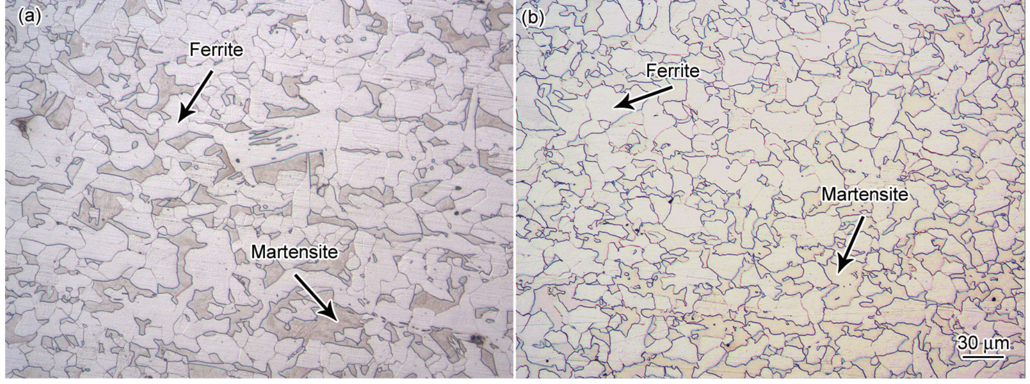


图3 SQ和IA处理所得双相钢的OM像

Fig.3 OM images of SQ (a) and IA (b) dual phase (DP) steels

强度和延伸率都有明显差异. SQ样品的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为420 MPa, 比IA样品低24.7%; 抗拉强度 σ_b 为840 MPa, 比IA样品低16.5%; 其总延伸率为10.8%, 比IA样品高50%; 平均应变硬化率 $\bar{h}$ 为4046 MPa ($\bar{h}=(\sigma_b-\sigma_{0.2})/\varepsilon_p$, 其中$\varepsilon_p$为总塑性应变量), 比IA样品低39.2%, 详见表1. 鉴于2者马氏体体积分数相似, 马氏体体积分数相同时其中的C含量也相同(根据相图的杠杆定律), 可以推断力学性能的差异主要是由马氏体的形貌和分布差异引起的.

对2种材料的拉伸断口进行比较, 如图5所示. 可见, SQ样品有明显的韧性断裂特征, 断口有大量较深的韧窝和撕裂棱(图5a); 而IA样品断口表面则呈现少量浅韧窝, 伴随大量准解理面(图5b). 这说明, SQ样品在断裂之前铁素体已经发生了较大的塑性变形, 而IA样品中的铁素体仅局部发生了较小的塑性变形, 由此表明IA和SQ样品的拉伸断口形貌与塑性是一致的.

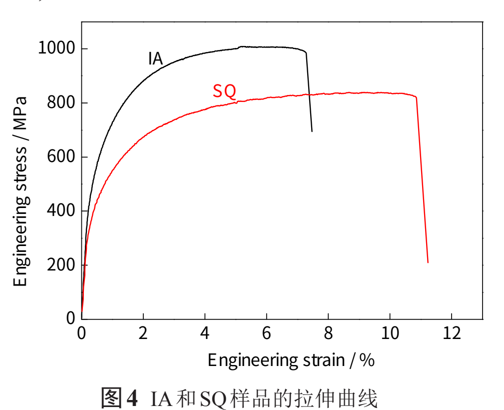


图4　IA和SQ样品的拉伸曲线

Fig.4　Tensile curve of IA and SQ samples

比较2种双相钢的冲击吸收功和冲击断口形貌, 发现SQ样品的冲击韧性明显优于IA样品. 经测量, 4个SQ样品的吸收功分别为2.84, 2.84, 1.45和3.30 J, 经计算, 平均冲击韧性为12.13 J/cm^2; 而4个IA样品的吸收功分别为0.55, 0.55, 0.55和0.70 J, 经计算, 平均冲击韧性为2.73 J/cm^2. SQ样品的平均冲击韧性为IA样品的4.4倍, 虽然原始数值有一定离散性, 但SQ样品吸收功的最小值也达到了IA样品吸收功最大值的2倍多. 图6为冲击断口的SEM像. 可见, SQ样品冲击断口既有脆性解理面也有许多韧窝和撕裂棱(图6a), 而IA样品则整个断口均为细小的准解理面, 有明显的脆性特征(图6b). SQ样品不仅在拉伸中有更优的塑性, 在冲击中也展现出了更高的韧性.

2.2　应变在铁素体和马氏体中的分配

DIC分析得到了马氏体离散分布的SQ样品和马氏体连续分布的IA样品中多个研究区域的二维等效应变分布图, 如图7和8所示(应变分布图已叠加变形前SEM所观察的微观组织图). 应变分布图中长方框所示为相界面处的变形带, 三角形所示为铁素体内部的应变集中位置, 菱形标识对应于马氏体间狭窄的铁素体上发生的应变集中, 圆圈所示为变形带穿过马氏体的情况. 对等效应变分布结果进行定性分析, 发现SQ和IA样品中应变均主要集中

表1　2种材料的拉伸力学性能

Table1　Tensile properties of IA and SQ samples

Sample	$\sigma_{0.2}$ / MPa	σ_b / MPa	$\bar{h}$ / MPa	δ / %
IA	558	1006	6656	7.2
SQ	420	840	4046	10.8

Note: $\sigma_{0.2}$ —yield stress, σ_b —tensile stress, $\bar{h}$ —average strain hardening rate, δ —total elongation

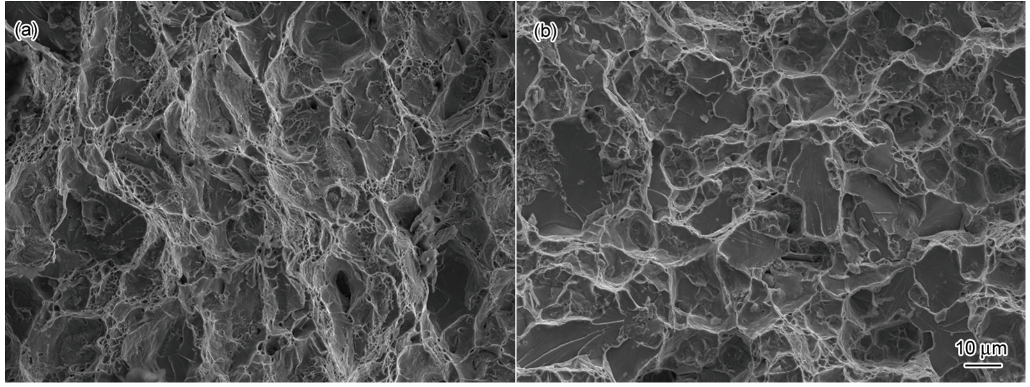


图5　SQ和IA样品的拉伸断口SEM像

Fig.5　SEM images of tensile fracture surfaces of SQ (a) and IA (b) samples

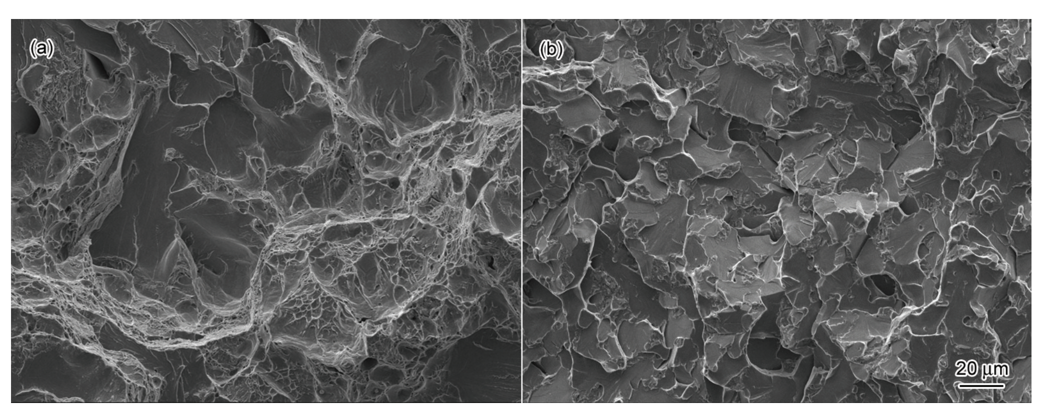
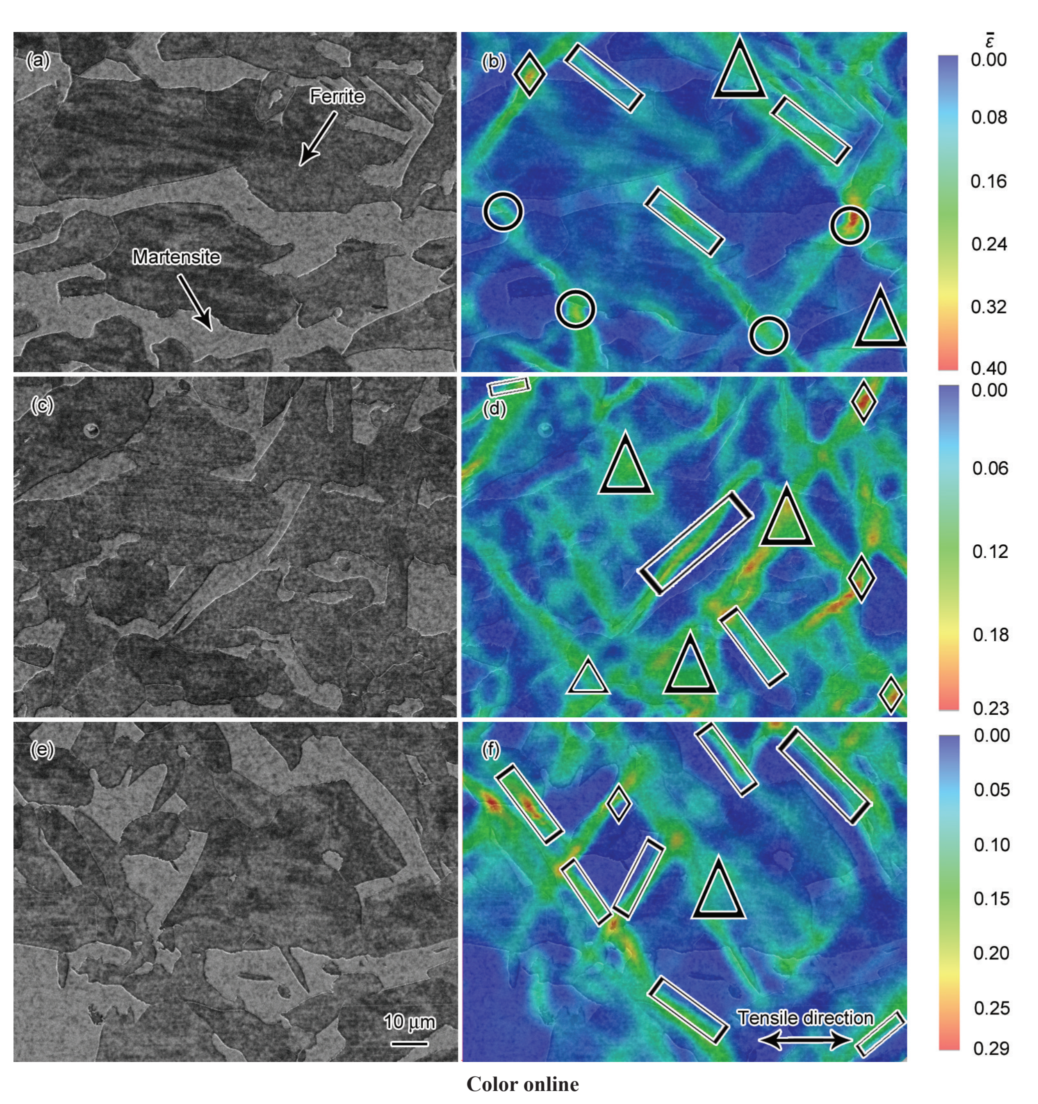


图6 SQ和IA样品的冲击断口SEM像

Fig.6 SEM images of impact fracture surfaces of SQ (a) and IA (b) samples

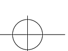


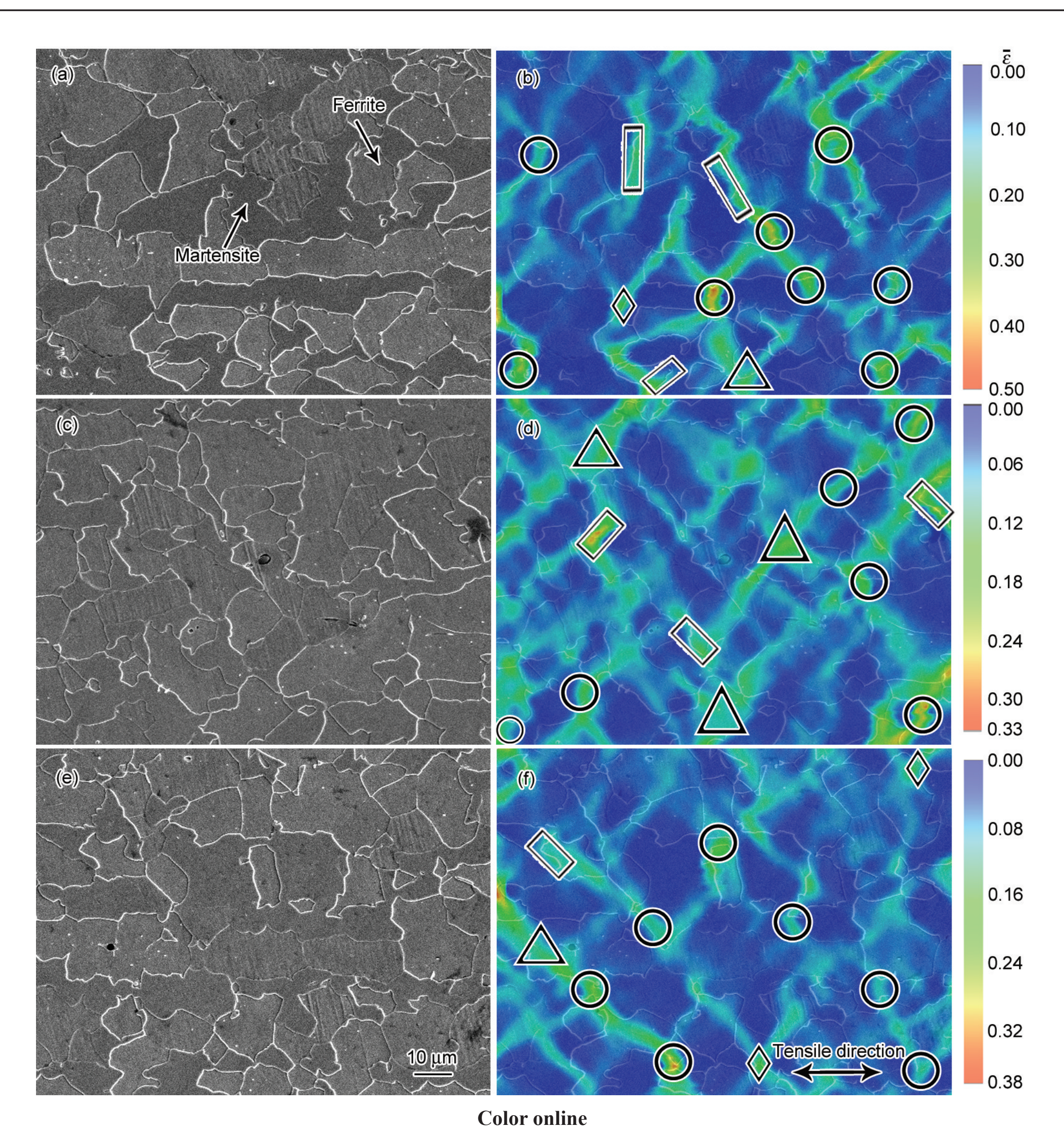
Color online

图7 SQ样品目标区域变形前的SEM像及叠加SEM像的断后等效应变分布图

Fig.7 SEM images before deformation (a, c, e) and equivalent strain maps after fracture overlapped with corresponding SEM images of target areas on the surface of SQ sample (b, d, f) ($\bar{\varepsilon}$ —equivalent strain. Strain concentration areas are marked with ▯ at phase boundaries, △ inside ferrite, ◇ at narrow area of ferrite between martensite and ○ inside martensite)

在铁素体中, 形成了明显的变形带, 且变形带的位置分布有所不同: SQ样品的变形带主要集中在相界面处, 而IA样品则有大量变形带穿过马氏体. 在SQ样品中, 铁素体/马氏体相界面是应变集中最多的区





Color online

图8 IA样品目标区域变形前SEM像及叠加SEM像的断后等效应变分布图

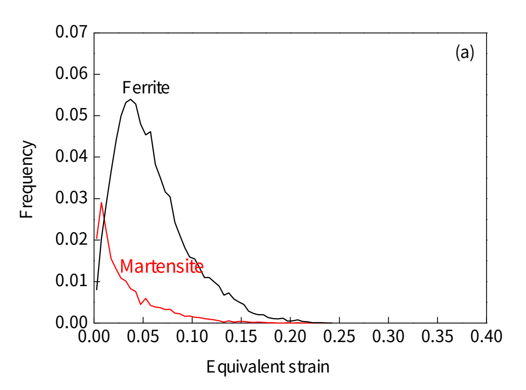
Fig.8 SEM images before deformation (a, c, e) and equivalent strain maps after fracture overlapped with corresponding SEM images of target areas on the surface of IA sample (b, d, f) (Strain concentration areas are marked with ▯ at phase boundaries, △ inside ferrite, ◇ at narrow area of ferrite between martensite and ○ inside martensite)

域(长方框), 铁素体内部也有一定的集中(三角), 而只有极少数难以避开的情况下有变形带穿过马氏体(圆圈), 且穿过的是大块马氏体中的较窄区域, 与之前的研究[16]相符. 而IA样品中虽然相界面位置也存在变形带, 但最多的是变形带穿过马氏体的情况(圆圈), 而马氏体的断裂应变小, 由此推测, 这些变形集中的位置很可能成为IA样品中裂纹的形核点.

提取铁素体和马氏体的应变数据进行定量分析, 结果也显示, SQ样品中应变在铁素体内集中的程度也要高于IA样品. 2种材料的两相等效应变频率如图9所示. 由图9可知, 马氏体虽然比铁素体硬度高, 但仍然发生了一定的塑性变形, 且从曲线的趋势明显可见IA样品中马氏体发生塑性变形的程度比SQ样品高. SQ样品3个研究区域中, 铁素体的平均应变为马氏体平均应变的1.9倍; 而IA样品中这一比例仅为1.5 (目标研究区域的整体平均应变相近). 这进一步证明SQ样品中应变集中程度高于IA样品, 铁素体相对于马氏体发生的塑性变形更大.

2.3 断口附近表面微裂纹的分布情况

分析拉伸断口附近的表面裂纹情况推测可能的微裂纹、微孔起源是分析断裂机理的常用研究方法[11]. 对马氏体离散分布的SQ样品和马氏体连续分布的IA样品拉伸断口附近的表面形貌进行SEM分析. 对2组样品拉伸断口附近表面的微裂纹和微孔进行分类. 图10为2种样品表面微裂纹的SEM像, 左右为同一视野、不同模式的图像. 采用背散射电



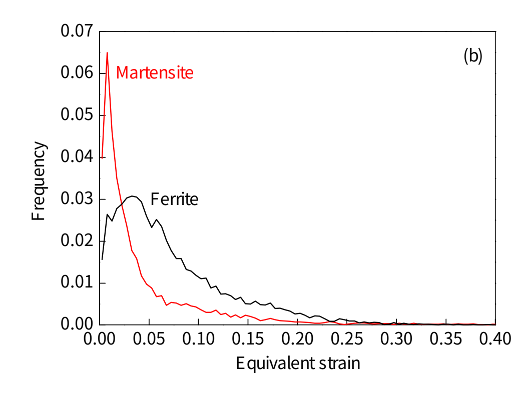


图9 SQ和IA样品中等效应变分布频率统计图

Fig.9 Histogram of equivalent strain distribution in SQ (a) and IA (b) samples

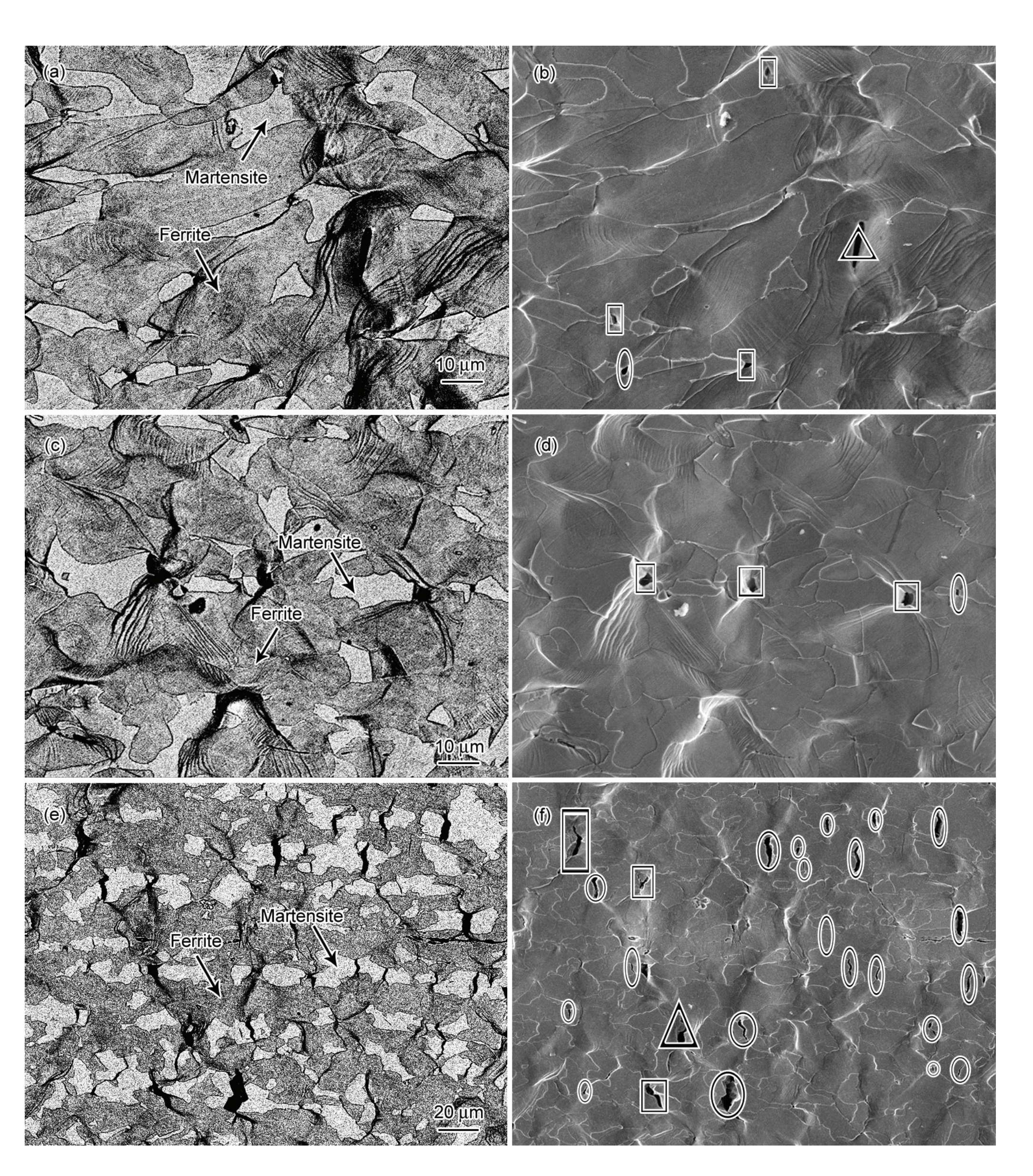
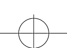


图10 SQ和IA样品断口附近的表面裂纹

Fig.10 Backscattered electron image (BEI) (a, c, e) and secondary electron image (SEI) (b, d, f) of surface cracks near fracture of SQ (a~d) and IA (e, f) samples (□ show microvoids and microcracks at phase boundaries, △ show ductile microvoids in ferrite, ⬯ show microcracks in martensite)



子像(BEI)可以清晰地区分两相(图10a, c, e, 亮色的为马氏体、暗色的为铁素体组织), 而二次电子像(SEI)对微孔洞和微裂纹的形貌有更好地表征(图10b, d, f, 图中标出了微孔洞和微裂纹). 根据孔洞形核位置将微孔洞和微裂纹分为3类: 铁素体中的韧性微孔洞(三角)、相界面的微孔洞和微裂纹(长方框)、马氏体岛断裂的脆性微裂纹(椭圆).

对2种双相钢的断口附近表面图像进行分析, 2组图像特征存在显著差别. 从SQ样品的表面形貌可见, 铁素体相发生了非常大的塑性变形, 表面有大量显著的滑移带(BEI中更为明显); SQ样品中马氏体岛破坏的情况很少出现, 占主要地位的是相界面的脱粘, 也有个别铁素体发生破坏产生的韧性孔洞. 而IA样品中没有SQ样品中所见的铁素体内的大量滑移带和大变形带, 铁素体中尚无大变形发生时马氏体已经发生了脆性断裂, 马氏体发生断裂的情况占了绝对主导地位, 此外还有少量的相界面脱粘和极少铁素体相内部破坏出现. 由此可见, SQ样品的主要裂纹源是相界面的韧性孔洞, 而IA样品的主要裂纹源是马氏体的脆性裂纹.

3　分析讨论

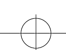
双相钢中应变集中的出现是由于铁素体屈服强度远低于马氏体, 易于发生塑性变形[24~26]. 铁素体能否在空间上连续变形对应变的集中情况有重要的影响作用, 进而影响到材料的断裂机制和宏观性能. SQ样品高塑性、高韧性的原因是马氏体离散分布, 铁素体可以在空间上变形连续, 马氏体中应力得到松弛. 在马氏体岛离散分布的SQ样品中, 铁素体晶粒彼此相连, 只要位错能够穿过铁素体晶界就可以在铁素体中连续发生变形, 铁素体的大变形会使得马氏体上的应力松弛, 故马氏体的变形较小, 与DIC分析得到的应变分布情况相一致. 铁素体的大变形和马氏体的小变形使得两相界面的协调性差, 且界面棱角分明、应力应变不易转移, 导致发生界面脱粘、形成韧性孔洞, 与表面微裂纹观察的结果相同. 总之, 铁素体的变形能力在SQ样品中得到了充分的发挥, 并且界面上的韧性孔洞不易扩展, 使SQ双相钢具有高拉伸塑性, 从断口的相似性推测, 其具有较高的冲击韧性也与此相关. IA样品高强度的原因是马氏体连续分布, 铁素体空间上连续变形困难, 马氏体承担了较大变形. 在马氏体连续分布的IA样品中, 铁素体晶粒被马氏体隔开, 铁素体发生较小变形就受到了马氏体的阻碍, 不能有效松弛马氏体内的应力集中, 马氏体产生一定塑性变形, 与DIC分析的应变分布情况相吻合. 由于IA样品中铁素体的变形相对于SQ样品小, 而马氏体则发生了较大的变形, 所以相界面处的协调性相对要好一些, 但塑性差的马氏体变形到一定程度就会发生脆性断裂, 产生裂纹, 符合表面微裂纹观察得到的结果. 裂纹产生后其尖端以准解理方式穿过铁素体, 最终扩展并相互连接形成脆性断裂. IA样品中强度高的马氏体承受了更多应力, 因此具有比SQ样品更高的强度.

本工作采用DIC方法分析得到的应变分布集中位置与断口附近表面微孔洞和微裂纹产生的位置有很好的一致性, 研究得到的微观变形行为定性和定量特性可以有效解释IA和SQ 2种双相钢拉伸力学性能的成因: SQ样品相界面的韧性孔洞与其良好的塑性、IA样品马氏体的脆性断裂与其高强度低塑性相匹配. 宏观与微观自洽, 研究结果是可信的.

与本工作结论比较相似的, 最近在Park等[10]的研究中, 发现马氏体链状连续分布的双相钢比马氏体离散分布的双相钢强度高, 但与本工作不同的是2种马氏体分布的双相钢延伸率几乎相同. 其研究中马氏体连续分布的形式为许多马氏体小晶粒串联分布在铁素体晶界处, 因此变形过程中马氏体连接处分离、微孔数目迅速增多, 使材料具有较高的延伸率, 但其颈缩程度低. 本工作中IA样品是较大的马氏体晶粒分布在铁素体晶界, 变形后马氏体内部发生脆断、延伸率低, 与Park等[10]的研究结果并不矛盾. 通过本研究得到的结论可以解释前人研究中得到的SQ和IA双相钢与本工作不同的原因. Das等[11]和Ahmad等[12]的研究中, SQ样品比IA样品的强度高、塑性差, 其研究中IA双相钢的马氏体晶粒都比SQ中细小许多. Das等[11]的研究中, SQ样品的大块状马氏体呈明显带状分布, 变形带难以绕开, 故马氏体断裂和相界面破坏并存, 使得SQ样品的强度高、塑性差. Ahmad等[12]得到的SQ双相钢中马氏体晶粒粗大且马氏体体积分数高达50%, 铁素体被马氏体隔开难以连续变形, 故相对强度高、塑性差, 而IA双相钢变形时细小马氏体间的微孔数量增多, 使IA样品具有较高的延伸率. Su等[13]和Kim等[15]的研究中, SQ样品的铁素体和马氏体晶粒度都远大于IA样品, 与本研究不具备可比性.

4　结论

(1) 通过分级淬火(SQ)和临界区退火(IA)热处理得到了马氏体在铁素体中离散分布和连续分布2



种微观结构的双相钢, 2者的铁素体晶粒度和马氏体体积分数彼此相近. 拉伸和冲击性能测试及断口分析表明, SQ样品拉伸强度稍低, 但塑性好、冲击韧性优于IA样品.

(2) DIC方法分析得到的应变分布集中位置与断口附近表面微裂纹/微孔洞产生的位置相吻合, 并揭示了样品宏观性能差异产生的原因.

(3) SQ样品拉伸强度低、塑性好的原因是其马氏体离散分布, 铁素体可以在空间上连续变形, 使破坏起源于相界面的韧性孔洞, 马氏体变形小、破坏少. 而IA样品强度高、塑性差是由于马氏体在铁素体晶界连续分布, 铁素体变形受到马氏体阻碍, 高强度的马氏体发生一定变形后发生脆断, 裂纹以解理方式穿过铁素体.

参考文献

[1] Rashid M. *Annu Rev Mater Sci*, 1981; 11(1): 245

[2] Ma M T, Wu B R. *Dual Phase Steel-Physics & Mechanical Metallurgy*. 2nd Ed., Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 1
(马鸣图, 吴宝榕. 双相钢-物理和力学冶金. 第二版, 北京: 冶金工业出版社, 2009: 1)

[3] Tian Z Q, Tang D, Jiang H T, Ma X L, Xu H X. *Mater Mech Eng*, 2009; 33(4): 1
(田志强, 唐 荻, 江海涛, 马小亮, 许洪汛. 机械工程材料, 2009; 33(4): 1)

[4] Gao L, Zhou Y M, Liu J L, Shen X D, Ren Z M. In: The Chinese Society for Metals ed., *Proceeding 7th China Steel Conference*, Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 96
(高 丽, 周月明, 刘俊亮, 沈小丹, 任忠鸣. 见: 中国金属学会主编, 第七届中国钢铁年会论文集, 北京: 冶金工业出版社, 2009: 96)

[5] Tasan C, Hoefnagels J, Geers M. *Scr Mater*, 2010; 62: 835

[6] Byun T S, Kim I S. *J Mater Sci*, 1993; 28: 2923

[7] Gerbase J, Embury J D, Hobbs R M. In: Kot R A, Morris J W eds., *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, New York: TMS-AIME, 1979: 118

[8] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, Raabe D. *Acta Mater*, 2011; 59: 658

[9] Pierman A P, Bouaziz O, Pardoen T, Jacques P J, Brassart L. *Acta Mater*, 2014; 73: 298

[10] Park K, Nishiyama M, Nakada N, Tsuchiyama T, Takaki S. *Mater Sci Eng*, 2014; A604: 135

[11] Das D, Chattopadhyay P P. *J Mater Sci*, 2009; 44: 2957

[12] Ahmad E, Manzoor T, Ziai M, Hussain N. *J Mater Eng Perform*, 2012; 21: 382

[13] Su Y, Gurland J. *Mater Sci Eng*, 1987; 95: 151

[14] Han Q, Kang Y, Hodgson P D, Stanford N. *Scr Mater*, 2013; 69: 13

[15] Kim N, Thomas G. *Metall Trans*, 1981; 12A: 483

[16] Xu Y Y, Deng J, Ge H Q, Shen Y. *Mater Mech Eng*, 2015; 39(6): 40
(许以阳, 邓 洁, 葛涵清, 沈 耀. 机械工程材料, 2015; 39(6): 40)

[17] Sutton M A, Orteu J J, Schreier H. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications*. New York: Springer-Verlag US, 2009: 119

[18] Pan B, Qian K, Xie H, Asundi A. *Meas Sci Technol*, 2009; 20(6): 1

[19] Kang J, Ososkov Y, Embury J D, Wilkinson D S. *Scr Mater*, 2007; 56: 999

[20] Kang J, Jain M, Wilkinson D S, Embury J D. *J Strain Anal Eng Des*, 2005; 40: 559

[21] Joo S H, Lee J K, Koo J M, Lee S, Suh D W, Kim H S. *Scr Mater*, 2013; 68: 245

[22] Heat Treatment Manual Editorial Committee in Heat Treatment Institute of Chinese Mechanical Engineering Society. *Heat Treatment Manual (Vol.1)*. 3rd Ed., Beijing: China Machine Press, 2001: 131
(中国机械工程学会热处理专业学会《热处理手册》编委会. 热处理手册(第一卷)工业基础. 第三版, 北京: 机械工业出版社, 2001: 131

[23] Bag A, Ray K K, Dwarakadasa E S. *Metall Mater Trans*, 1999; 30A: 1193

[24] Ghadbeigi H, Pinna C, Celotto S, Yates J. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 5026

[25] Shen H, Lei T, Liu J. *Mater Sci Technol*, 1986; 2(1): 28

[26] Woo W, Em V, Kim E Y, Han S, Han Y, Choi S H. *Acta Mater*, 2012; 60: 6972

(责任编辑:毕淑娟)

